

VŠB – TECHNICKÁ UNIVERZITA OSTRAVA
FAKULTA METALURGIE A MATERIÁLOVÉHO INŽENÝRSTVÍ
KATEDRA MATERIÁLŮ A TECHNOLOGIÍ PRO AUTOMOBILY

VYUŽITÍ MIKROLEGOVANÝCH OCELÍ V AUTOMOBILOVÉM PRŮMYSLU

USE OF MICROALLOYED STEELS IN THE AUTOMOTIVE INDUSTRY

Autor práce: Jakub Uhlíř

Vedoucí práce: doc. Ing. Miroslav Greger, CSc.

PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že

- jsem byl(a) seznámen(a) s tím, že na moji bakalářskou práci se plně vztahuje zákon č. 121/2000 Sb. – autorský zákon, zejména §35 – užití díla v rámci občanských a náboženských obřadů, v rámci školních představení a užití díla školního (§60 – školní dílo);
- beru na vědomí, že Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava (dále jen VŠB – TUO) má právo nevýdělečně ke své vnitřní potřebě bakalářskou práci užít (§35 odst. 3);
- souhlasím s tím, že bakalářská práce bude archivována v elektronické formě v databázi Ústřední knihovny VŠB – TUO a jeden výtisk bude uložen u vedoucího bakalářské práce. Souhlasím s tím, že údaje o bakalářské práci budou zveřejněny v informačním systému VŠB-TUO;
- bylo sjednáno, že s VŠB – TUO, v případě zájmu z její strany, uzavřu licenční smlouvu s oprávněním užít dílo v rozsahu §12 odst. 4 autorského zákona;
- bylo sjednáno, že užít své dílo – bakalářskou práci nebo poskytnout licenci k jejímu využití mohu jen se souhlasem VŠB – TUO, která je oprávněna v takovém případě ode mne požadovat přiměřený příspěvek na úhradu nákladů, které byly VŠB – TUO na vytvoření díla vynaloženy (až do jejich skutečné výše);
- beru na vědomí, že odevzdáním své bakalářské práce souhlasím s jejím zveřejněním podle zákona č. 111/1998Sb., o vysokých školách a o změně a doplnění dalších zákonů (Zákon o vysokých školách) bez ohledu na výsledek její obhajoby.

Místopřísežně prohlašuji, že jsem celou bakalářskou práci vypracoval(a) samostatně.

V Ostravě

.....
podpis (jméno a příjmení studenta)

Abstrakt

Vývoj související s užitím mikrolegovaných aditiv především vanadu, niobu, titanu a řízeného zpracování jsou přezkoumány v bakalářské práci. Snížená hmotnost je nejhlavnějším specifickým finálního výrobku. Tento vývoj se využívá pro automobilový průmysl, kde nízká hmotnost znamená nízkou spotřebu automobilu.

Použití řízeného kování a mikrolegur můžeme u běžných uhlíko-manganových ocelí zvýšit mez kluzu až 50%.

Abstract

Developments related to the use of microalloy additions, especially of Ti, Nb, and V, and controlled processing are reviewed to the bachelor's thesis. Reduced weight is the most important specificity final product. This development use for automotive industry, where reduced weight means reduced fuel consumption for car.

The use of micro-alloyed steels and controlled procedures of forging allows us to increase the yield point by 50 % or more compared with conventional carbon - manganese steels.

Klíčová slova

Mikrolegovaná ocel, mikrolegující prvky, struktura, kování, zápusťkové kování

Key words

Microalloyed steels, microalloyed elements, microstructure, forging, swaging.

Poděkování

Za cenné rady, připomínky a pomoc při zpracování bakalářské práce děkuji vedoucímu bakalářské práce doc. Ing. Miroslavu Gregerovy, CSc. z VŠB – TU Ostrava.

OBSAH:

1. ÚVOD	3
2. MIKROLEGOVANÉ OCELI	4
2.1 Vliv mikrolegujících prvků na vlastnosti oceli	4
2.1.1 Mikrolegování vanadem	5
2.1.2 Mikrolegování titanem	5
2.1.3 Mikrolegování niobem	7
2.2 Mikrolegované oceli v automobilovém průmyslu	7
3. ZÁVISLOST MIKROLEGOVANÝCH OCELÍ NA MIKROSTRUKTUŘE	9
3.1 Fázové přeměny v mikrolegované oceli	10
3.1.1 Austenitická fáze	10
3.1.2 Proeutektoidní fáze	13
3.1.3 Perlitická fáze	14
3.2 Vývoj struktury	15
3.3 Rekrytalizace austenitu v mikrolegovaných ocelích	15
4. KOVÁNÍ MIKROLEGOVANÝCH OCELÍ	17
4.1 Termomechanické zpracování	17
4.2 Strukturní změny probíhající po dokování	18
4.3 Parametry řízeného kování	22
4.3.1 Ohřev na kovací teplotu	22
4.3.2 Teploty a velikost deformací v počátku kování	23
4.3.3 Prodleva před konečnou fází kování	24

4.3.4 Teplotně deformační děje v závěru kování	25
4.4 Mikrolegované oceli pro zápustkové výkovky	25
4.4.1 Využití přesného kování a kování výkyvnou zápustkou	26
5. TRENDY V AUTOMOBILOVÉM PRŮMYSLU	30
6. ZÁVĚR	32
7. SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY	33

1. ÚVOD

V sedmdesátých letech na trh vstoupily mikrolegované oceli, jež zpevňují díky karbidům mikrolegur jako jsou titan, niob a vanad, a díky intenzivnímu zjemňování zrn. Mikrolegované oceli známé pod zkratkou HSLA (High Strenght Low Alloy) jsou v dnešní době především využívané v automobilovém průmyslu. Dobré vlastnosti jako dobrá houževnatost při nižších teplotách, vysoká mez kluzu nebo dobrá svařitelnost je především dosahováno vhodně zvoleným tepelně-mechanickým zpracováním. U nízkolegovaných ocelí s malou příměsí vanadu, titanu a niobu má za následek dosažení meze kluzu v rozmezích od 350 do 700 MPa, tedy na úrovni zhruba dvojnásobku úrovně pro obvyklé uhlíkové oceli.

2. MIKROLEGOVANÉ OCELI

Již od 80. let 20. století jsou náročné požadavky na nízkonákladovou výrobu ocelí s dobrou houževnatostí, vysokou pevností i s vynikající svařitelností. Mikrolegované oceli jsou v podstatě nízko až středně uhlíkové oceli s přidavkem manganu o obsahu 1,2 - 2 hm.% a obsahující tradiční mikrolegující prvky jako titan, niob a vanad [4,5]. V současné době s těmito oceli se můžeme setkat ve výrobním průmyslu. Precipitačnímu zpevnění dochází díky tvorbě nitridů, karbidů nebo jejich kombinací - karbonitridů. Tyto precipitáty mají za následek zvýšení teploty přechodu ke křehkému lomu (tzv. tranzitní teplota), ale s rostoucím zpevněním tato hodnota klesá.

2.1 Vliv mikrolegujících prvků na vlastnosti oceli

Jaké budou mít vlastnosti mikrolegované oceli závisí především na jejich tepelně - mechanickém zpracování. U prvku jako vanad a titan se obsah pohybuje kolem 0,1%. U niobu kolem 0,08% [3]. Vanad, titan a niob přispívají k fixaci nitridů (díky redukce volného dusíku). Co se týče mechanických vlastností, tak ty určují především specifika jako velikost feritického zrna, objem perlitu, obsah intersticiálních karbidů nebo vzdálenost lamel perlitu (potřeba zmenšit mezilamelární vzdálenost perlitu).

V tab. 1 jsou uvedeny vztahy mezi mikrolegujícími prvky (vanad, titan a niob) k určitým změnám. Z tabulky lze vyvodit, že vanad patří k silně nitridotvorným a karbidotvorným prvkům. Titan zvyšuje křehkost feritu, je taktéž nitridotvorný a karbidotvorný (nad 0,05% dochází k silnému precipitačnímu zpevnění), nepůsobí na změny struktury. Niob má charakteristiky středního precipitačního zpevnění, nepůsobí na změnu struktury, ale má silný vliv na feritické zrno (karbidy blokují růst po hranicích zrn).

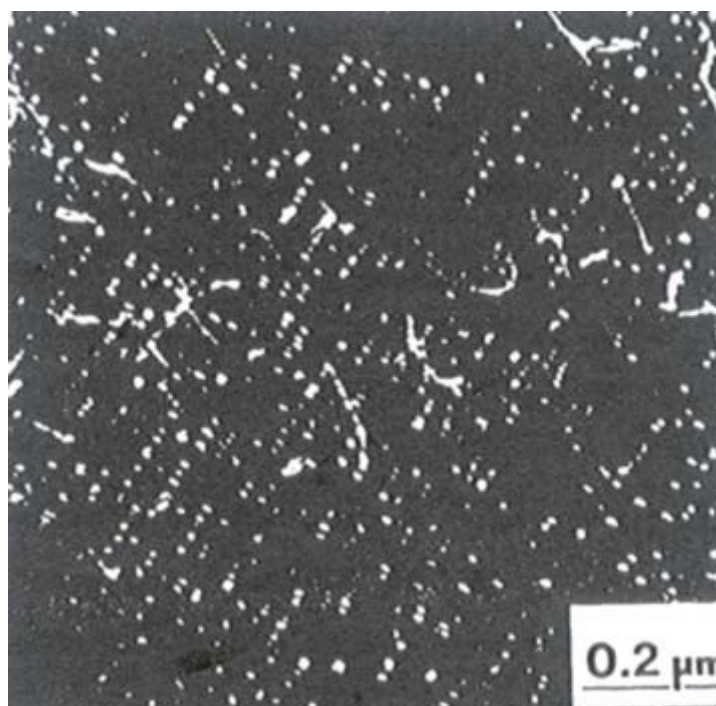
Prvek	Precipitační zpevnění	Vlivy na feritické zrno	Tvorba nitridů	Změny struktury
Vanad	silné	slabý	silná	střední
Niob	střední	silný	slabá	žádná
Titan	do 0,02% žádné nad 0,05% silné	silný	silná	žádná

Tab. 1 Vliv legury na vybrané vlastnosti [3].

2.1.1 Mikrolegování vanadem

Mikrolegování vanadem se zjemňuje dendritická struktura, příčinou je odstranění kolumnární zóny krystalu. Jako zárodky krystalizace slouží nitridy a karbidy (obr. 1). Nárůst obsahu vanadu do 0,15% má za následek lineárního vzrůstu precipitačního zpevnění [2].

Příznivé ovlivnění houževnatosti materiálu můžeme dosáhnout u nízkouhlíkových manganových ocelích, kdy díky vanadu vzniká jehlicovitý ferit (musí být dodržena rychlost chlazení přibližně 6 °C zas sekundu). Při překročení obsahu nad 0,1% se zvyšuje tranzitní teplota a náchylnost ke vzniku křehkého lomu. Pod obsah 0,1% má příznivé vlastnosti jako vysoká pevnost, dobrá svařitelnost a jemná struktura.



Obr. 1 Jemné precipitáty karbonitridu (0,2% C a 0,14% V). Chlazení vzduchem z teploty 1200 °C. Snímek proveden na TEM v měřítku 0,2 μm [1].

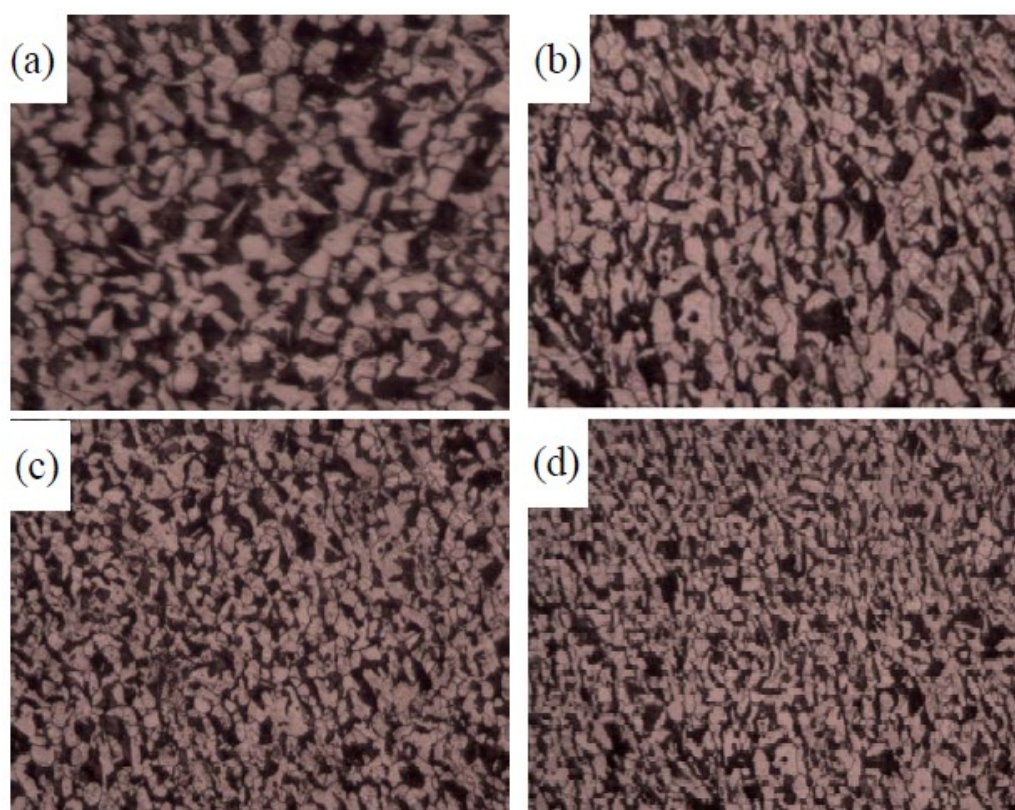
2.1.2 Mikrolegování titanem

Titan patří k aktivním prvkům, který lehce reaguje s prvky jako cer, vodík, kyslík, ale především s uhlíkem či dusíkem. Na rozdíl od vanadu vznikají v titanu početnější a jemnější částice, to vede k zlepšení precipitačního zpevnění (Obr. 2). Zvýšení tvárnosti či lomové houževnatosti dochází díky brzdícímu účinku pohyblivosti atomu vodíku udržujícím v tuhém

roztoku, to ale může vést k tvorbě floků nebo hromadění vodíku. U obsahu 0,2% se vykazuje zvýšení mechanických vlastností, ale snížení malého procenta houževnatosti a tvárnosti. Obsah 0,04% je ideální a také jsou znatelnější mechanické vlastnosti. Nad hranici 0,05% se vytváří karbidy TiC a nerovnoměrně rozdělené nitridy TiN (potřeba 0,005% dusíku), které začínají vyplouvat ještě v tekutém stavu oceli a vytvářet tak nehomogenity, to vede ke zvýšení křehkosti feritu. Proto musí být dodrženo nejrychlejší odlití a zavedení legury do taveniny [2].

Titan se zejména používá k regulaci velikosti zrna a dezoxidaci. Problém titanu je, že dezoxidace zvyšuje lámavost za studena. Operaci je lepší provádět hliníkem nebo vanadem.

Mechanické vlastnosti titanu záleží především na obsahu matrice a na teplotě tepelného zpracování. Karbidy vznikají díky větším poloměrům titanu a niobu, které se nerozpouštějí v cementitu. Částečné ulehčení rozpouštění v austenitu mezi vazbami titanu a uhlíku se provádí manganem. Mangan má příznivé účinky na rovnoměrné rozložení fosforu, což vede ke snížení křehkosti. Dostatečný obsah titanu vede ke zmenšení primárního a sekundárního austenitu a dusík se udržuje v disperzních částicích.



Obr. 2 Mikrostruktura kované mikrolegované oceli při teplotě 900 °C, a) obsah 0,0015% Ti, b) 0,0485% Ti, c) 0,0997% Ti, d) 0,230% Ti [2].

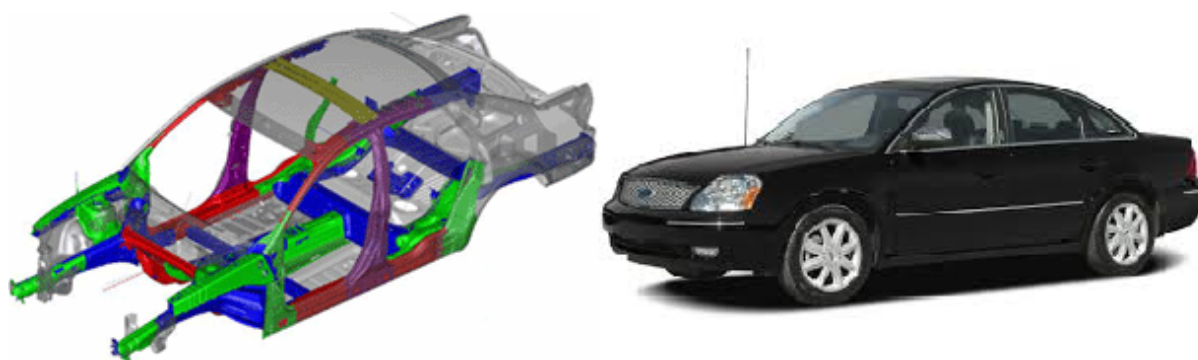
2.1.3 Mikrolegování niobem

Tvoří s uhlíkem karbid NbC. Pokud je v oceli rozpuštěn současně i dusík, tvoří se karbonitrid NbX (N,C)Y. Niob po precipitačním vytvrzování (mezi 500 až 600 °C) podstatně zvyšuje mez kluzu. Niob je navíc efektivnějším zjemňovačem zrn než vanad. Problém u jemnozrných ocelí dolegovaných niobem nastává u svařování, kdy svarový kov mikrolegované oceli se stává náchylný na zkřehnutí díky precipitačnímu zpevnění karbonitridy niobu. Optimální množství niobu se pohybuje mezi 0,02 až 0,06%

2.2 Mikrolegované oceli v automobilovém průmyslu

Základní chemické složení mikrolegovaných ocelí může být dolegováno dusíkem (pro zvýšení pevnosti), křemíkem až do obsahu 0,8% (zvýšení pevnosti tuhého roztoku – matrice) sírou (do obsahu 0,08% s cílem zvýšení obrobitelnosti), vápníkem a telurem. V současné době se prosadily zejména ocele s obsahem 0,35% uhlíku, 1,5% manganu a přidáním vanadu [6]. Procesy jako precipitace, rekrytalizace jsou pro tyto oceli důležité. Tato ocel se především používá na výrobu některých dynamicky namáhaných dílů podvozku, výztuži dveří, nárazníku a nosných částí karoserie (obr. 3).

Výkovky mají i bez rigidně řízeného kování homogenní jemnozrnnou strukturu a spolehlivě dosahují meze kluzu R_p 0,2~ 550 Mpa [6]. Další oceli včetně jejich pevnostních charakteristik jsou uvedeny na další stránce (tab. 2).



Zelená: HSLA 250 - Modrá: HSLA 350 - Červená: HSLA 550

Obr. 3 Aplikace HSLA ocelí u karoserie vozu Ford 500 [6].

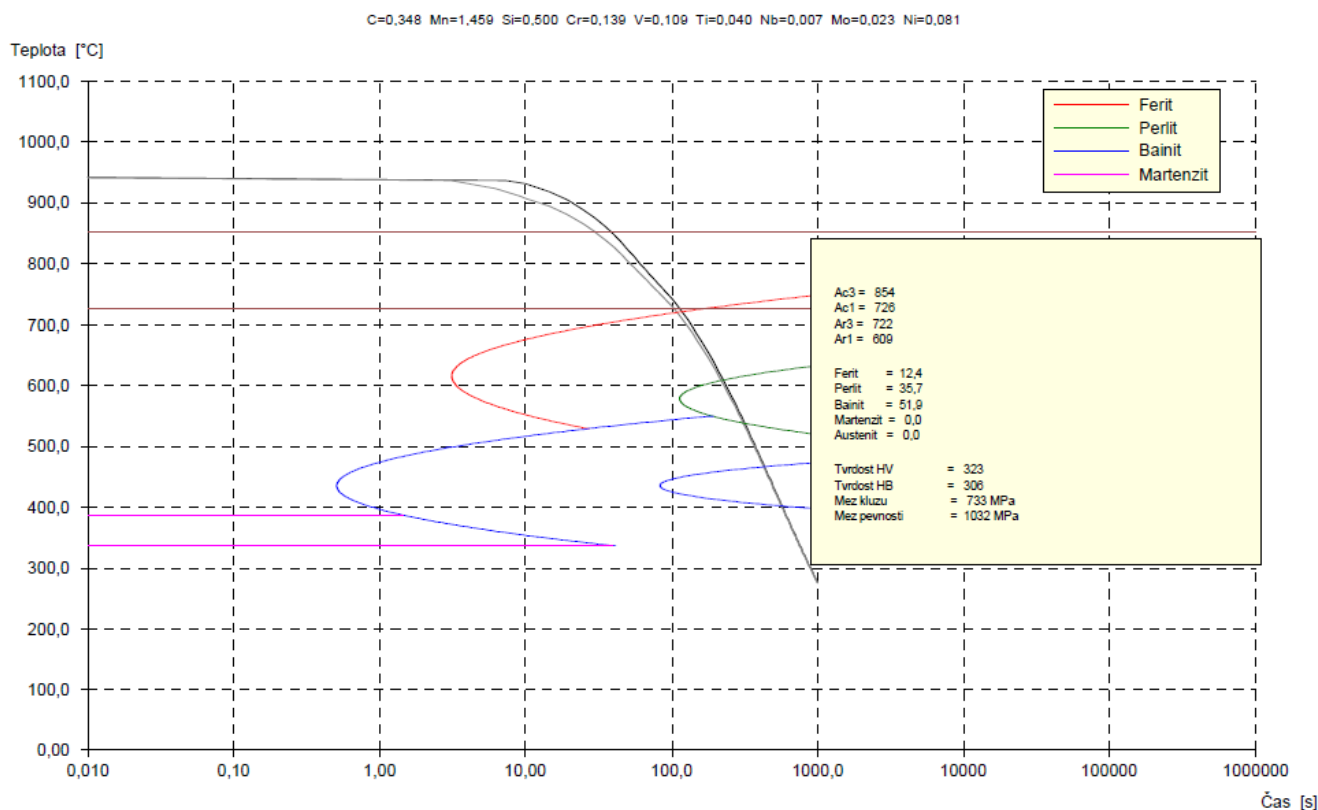
Značka oceli	Obsah prvků [%]					Mechanické vlastnosti				
						R _{p0,2}	R _m	A	Z	HB
	C	Mn	Si	S	V	[MPa]		[%]		
Vanard 925	0,37 až 0,42	1,10 až 1,50	0,5-0,40	0,05-0,08	0,08-0,13	>560	850-1000	>12		248 až 302
C38Mod	0,36 až 0,40	1,30 až 1,45	0,50-0,65	0,03-0,065	0,08-0,012	>580	850-1000	>12	>25	-
38MnSiVS5	0,35 až 0,40	1,20 až 1,50	0,50-0,80	0,03-0,065	0,08-0,13	>550	820-1000	>12	>25	-
27MnSiVS6	0,25 až 0,30	1,30 až 1,60	0,50-0,80	0,03-0,05	0,08-0,13	>500	800-950	>14	>30	-
V2903	0,30 až 0,35	1,40 až 1,60	0,50-0,70	0,03-0,05	0,07-0,12	>570	800-950	>14	>45	238 až 280
VW1427	0,29 až 0,33	1,40 až 1,60	0,50-0,70	0,03-0,045	0,08-0,13	>570	800-990		>45	-
49MnVS3	0,44 až 0,50	0,70 až 1,0	< 0,50	0,03-0,065	0,08-0,13	>450	750-900	>8	>20	-
V2906	0,42 až 0,46	0,7 až 1,0	0,5-0,40	0,05-0,075	0,07-0,10	>500	750-900	>12		222 až 266

Tab. 2. Chemické a mechanické vlastnosti mikrolegovaných ocelí používané v automobilovém průmyslu [7].

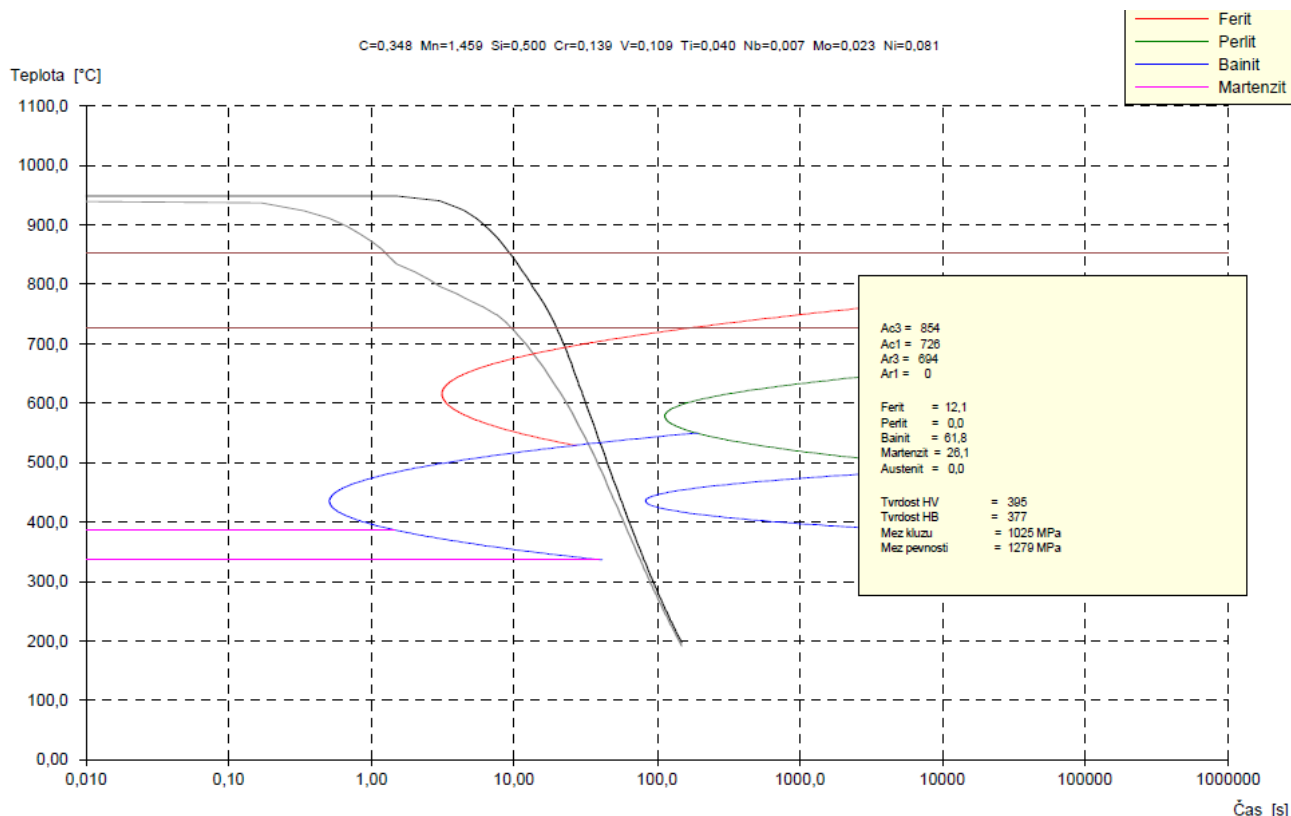
3. ZÁVISLOST MIKROLEGOVANÝCH OCELI NA MIKROSRUKTUŘE

Mikrolegováním chceme získat rovnoměrnou distribuci drobných vměstků, karbidů, nitridů a karbonitridů mikrolegujících prvků vhodnou pro intragranulární nukleaci nových fází při rozpadu austenitu a pro zvýšení precipitačního zpevnění. Při různých režimech tepelného zpracování a ochlazovacích podmínkách mohou vznikat v mikrolegovaných ocelích směsné struktury bainitu, martenzitu, feritu a perlitu. Proto je potřeba při popisu mikrostruktur, zvláště u směsných struktur bainitu, identifikovat jednotlivé strukturní složky podle určitého klasifikačního systému.

Na obr. 4 a 5 jsou zobrazeny rozpadové diagramy ARA (anizotermický rozpad austenitu) pro dokovací teploty 950 °C s podílem jednotlivých fází a rovněž predikovány mechanické vlastnosti. Rozdíly mezi jednotlivými diagramy je v zavedení jiného způsobu ochlazování.



Obr. 4 Rozpadový diagram ARA, jednotlivé strukturní přeměny u mikrolegovaných ocelí po dokování a ochlazování na vzduchu [7].



Obr. 5 Rozpadový diagram ARA, strukturní přeměny u mikrolegovaných ocelí po dokování při teplotě 950 °C a ochlazování proudem vzduchu o rychlosti 20 m/s [7].

3.1 Fázové přeměny v mikrolegovaných ocelí

3.1.1 Austenitická fáze

Z taveniny, u ocelí v rozmezí obsahu uhlíku 0,16-0,51 hm %, vzniká veškerý austenit, nebo jeho část, peritektickou reakcí, vzniká licí zrn (obr. 6). Licím zrnem se rozumí fáze vznikající při krystalizaci. Bývá hrubé a sleduje mezidendritické prostory. V tuhé fázi se ocel skládá se vzájemně protínajících dendritů a zrn austenitu. Při dalším poklesu teplot dochází k tzv. granulaci dendritů. Pod účinkem teplotních napětí a v důsledku rekrystalizace se totiž z licích zrn vytvářejí hrubá primární austenitická zrna (obr. 6). U ocelí s obsahem uhlíku nižším než 0,51 % nejsou primární shodná s licími zrny. Primární austenitické zrna zjemňují přísady Mo, Ti, Zr, Nb a Ta.

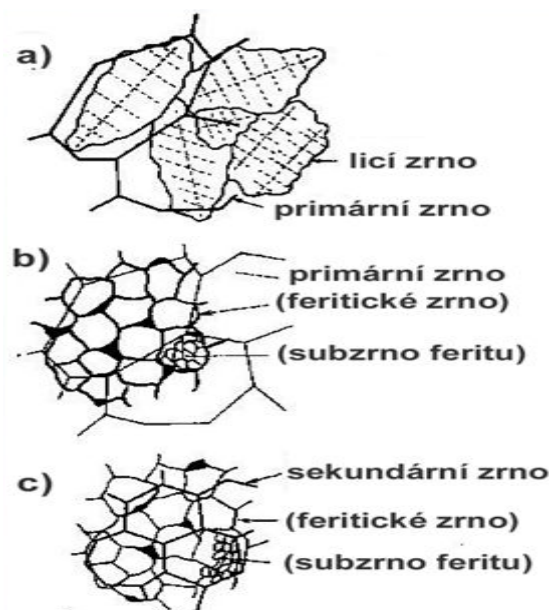
Sekundárním austenitickým zrnem (obr. 6) se označuje zrna austenitu, které vzniklo při jakékoliv i opakované krystalizaci výchozí feriticko karbidické struktury. Původním

austenitickým zrnem se rozumí zrno vzniklé při poslední rekrytalizaci. Skutečným zrnem se rozumí zrno existující fáze. Velikost sekundárních austenitických zrn je určena procesy statické a dynamické rekrytalizace. Růst austenitických zrn v průběhu austenitizace se uskutečňuje tzv. srůstáním nebo posuvem hranic.

Austenitizace je přeměna výchozí feriticko cementické struktury na strukturu austenitickou v důsledku ohřevu materiálu nad kritické teploty. U podeutektoidních ocelí probíhá austenitizace feriticko cementické struktury za rovnovážných podmínek v rozmezí teplot Ac_1 až Ac_3 . Přeměna začíná přeměnou perlitu v austenit a je následována postupnou přeměnou feritu v austenit při zvyšování teploty nad Ac_1 . Jedná se o difuzní přeměnu, která probíhá tvorbou zárodků a jejich růstem. Zárodky austenitu vznikají v perlitickém feritu heterogenní nukleací na strukturních poruchách, kterými jsou zpravidla hranice kolonií perlitu nebo fázové rozhraní ferit cementit [9].

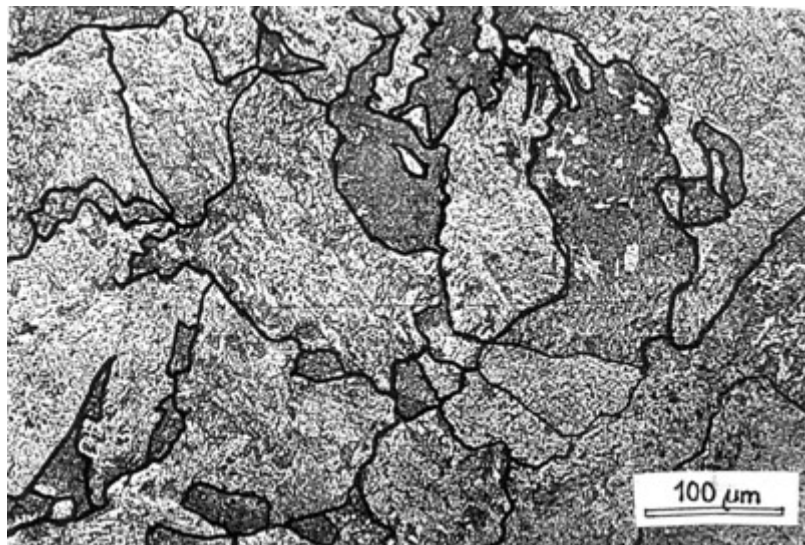
Po přeměně perlitu zůstávají v austenitu zachovány zbytky karbidů, které se postupně rozpouštějí. Lokální rozdíly koncentrací uhlíku a přísadových, zejména karbidotvorných prvků v austenitu, tzv. nehomogenního austenitu, se vyrovnávají v průběhu času a při zvyšování teploty [10].

Homogenita chemického složení austenitu je řízena difuzní rychlostí substitučních prvků, protože uhlík i přes poměrně vyšší difuzní rychlost, se přizpůsobuje jejich rozložení. S růstem obsahu uhlíku se austenitizace urychluje, naopak přísady karbidotvorných prvků doby přeměny zvyšují.



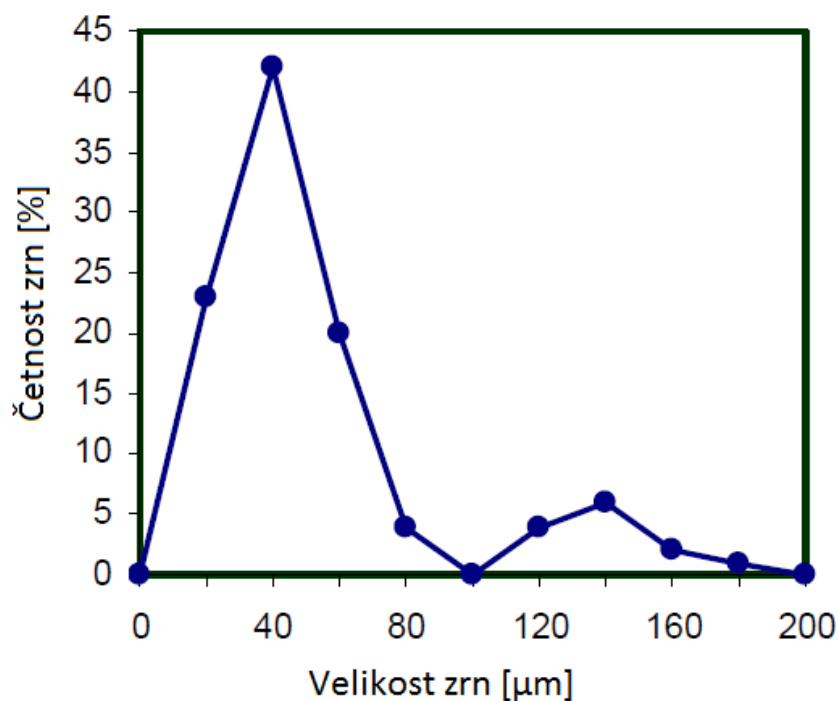
Obr. 6 Austenitické zrno a jeho druhy [9].

Příklad struktury austenitického zrna je patrný na obr. 7. Tato struktura mikrolegované oceli vznikla izotermickým růstem zrna za žíhacích teplot v rozmezí 1000 až 1200 °C.



Obr. 7 Austenitické zrna (20MnNbV5) [10]

Graf (obr. 8) ukazuje, že při teplotě 1200 °C a při delších dobách žhání dochází k selektivnímu hrubnutí některých zrn, což se projevuje bimodálním rozdělením četnosti.



Obr. 8 Četnost austenitických zrn v oceli (20MnNbV5) [10]

3.1.2 Proeutektoidní fáze

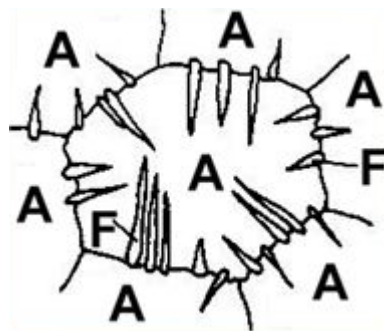
Proeutektoidní reakce předchází reakci eutektoidní. U podeutektoidních ocelí se jedná o vylučování proeutektoidního feritu. Tyto přeměny mají výrazný vliv na následující přeměny zbylého austenitu.

Při pomalejším ochlazování dojde k transformaci austenitu na polyedrický ferit, při vyšších rychlostech dojde k transformaci austenitu na acikulární ferit.

Místy přednostní nukleace proeutektoidních fází jsou hranice zrn. Podle podmínek vzniku rozlišujeme následující formy:

a) Alotriomorfni částice na hranicích zrn. Tyto částice čočkovitého tvaru nukleují na hranicích zrn austenitu a rostou hlavně podél těchto hranic. Jejich srůstáním se vytvoří souvislá síťovitá struktura. Vznikají při pomalém ochlazování, malém přechlazení.

b) Widmanstattenovy jehlice (obr. 9). Vznikají při větším přechlazení. Jedná se o rozpad přesyceného tuhého roztoku při poklesu teploty, když se tuhý roztok přesytí a difuze je málo účinná k tomu, aby se atomy přísady přemístili na hranice zrn. Nejčastěji se vyskytuje u ocelí s hrubozrnnou strukturou, takže difuzní dráhy jsou příliš dlouhé, aby mohlo dojít k segregaci na hranicích zrn. Widmanstattenova struktura je nežádoucí, protože je příčinou velké křehkosti.



Obr. 9 Vznik proeutektoidní fáze ve tvaru Widmanstattenovy struktury [9].

d) Idiomorfni krystaly. Mají rovnoosý tvar a tvoří se uvnitř zrn austenitu.

e) Masivní zrna proeutektoidní fáze. Vyvíjejí se z jiných morfologií, nejde tedy o morfologii základní. Vyskytuje se, tvoří-li proeutektoidní fáze podstatnou část struktury [9].

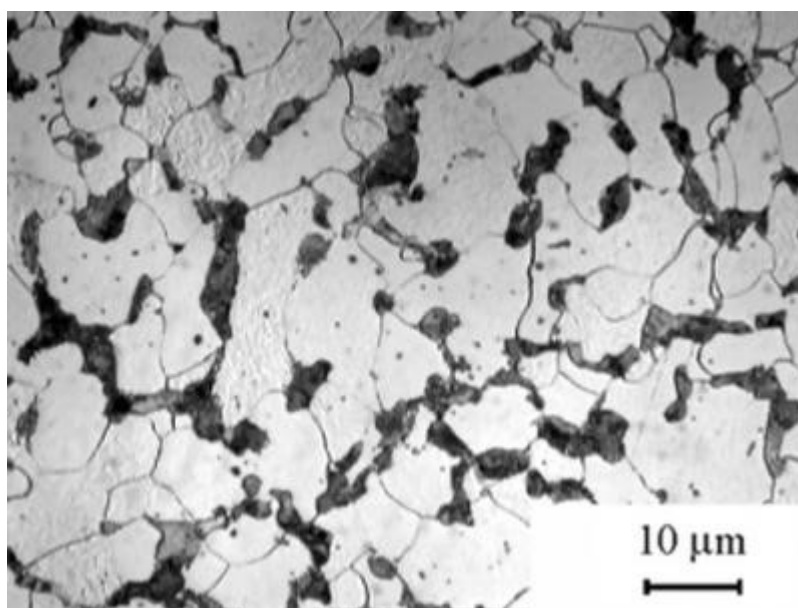
3.1.3 Perlitická fáze

Jedná se o eutektoidní rozpad přesyceného tuhého roztoku, neboli difuzní rozpad přesyceného tuhého roztoku ve dvě chemicky a krystalograficky odlišné fáze, eutektoid. Je možná pouze za vyšších teplot, kdy je rychlost difuze dostatečně velká. U ocelí se jedná o rozpad jediné fáze, austenitu, na směs dvou odlišných fází. Perlitického feritu a cementitu [9].

Pro příklad feriticko perlitické struktury (obr. 10) je použita mikrolegovaná ocel 21MnTiB jejichž chemické složení je uvedeno v tabulce (tab. 3). Z této oceli se vyrábí vysokopevnostní šrouby do M20. Materiál byl zušlechtěn - kaleno 880 °C olej-voda, a následně popouštěn na teplotách 200 °C, 300 °C a 400 °C.

C	Mn	Si	B	Cu	Ti	Al	P
0,2	0,89	0,09	0,005	0,057	0,015	0,03	0,015

Tab. 3 Chemické složení oceli 21MnTiB (hmotnostní %) [8].



Obr. 10 Struktura feriticko-perlitická, perlit jemně lamelární [8].

3.2 Vývoj struktury

Lze říct, že vznik deformované struktury má za následek termodynamickou nestabilitu s vysokou volnou energií. Celá soustava má pak náклонost snižovat tuto energii. Plastická deformace za tepla ($T_d \sim 0,5 T_t$) mají za následek různorodé poruchy struktury. Odstranění těchto poruch závisí na vnějších a vnitřních podmínkách (částice sekundární fáze, stav tuhého roztoku, napětí atd.). Do vnějších podmínek spadá zejména rychlost a velikost deformace, deformační teplota.

Tepelně aktivované děje představují odpevňovací procesy, které se projeví změnou volné energie. To znamená, že jestli se uskuteční deformace při vysokých teplotách, může rekrytalizace nebo zotavení proběhnout během deformace nebo po ukončení deformace.

Rekrytalizace je důležitým odpevňovacím procesem při kování mikrolegovaných ocelí a také může být zpomalena díky vyvolané precipitaci karbonitridů u mikrolegovaných ocelí (mikrolegury V, Ti, Nb). Precipitace je urychlena substrukturou deformovaného austenitu. Rozbor mezi rekrytalizací a deformačně indukovanou precipitací umožní rozdělit teplotní intervaly kování do tří skupin. Teplotní intervaly pro mikrolegované oceli (V, Nb) jsou tedy:

a) první interval – rekrytalizace je ukončena před precipitací, tím není precipitace ovlivněna deformacemi. Fáze probíhá nad teplotou 1050 °C.

b) druhý interval – rekrytalizace je před precipitací, ale v závěru rekrytalizace nastoupí precipitace, to má za následek zbrždění procesu a delší dobu závěrečné rekrytalizace. Fáze probíhá za teploty 930 až 1050 °C.

c) třetí interval – deformačně vyvolaná precipitace je před začátkem rekrytalizace a tím způsobí zbrždění rekrytalizace, to vede tedy k delší době rekrytalizace. Fáze probíhá pod teplotou 930 °C.

3.3 Rekrytalizace austenitu v mikrolegovaných ocelích

Při řízeném kování má rekrytalizace převažující postavení. Na kinetiku rekrytalizace se podílejí zejména mikrolegury a termicko – deformační cykly. Při procesu je třeba vycházet ze zákonitostí.

Je zde působení procesů – rekrytalizace a precipitace. Po přerušení deformace a po

setrvání inkubační doby (doba kdy vznikají rekrytalizační zárodky v deformovaném austenitu) začíná statická rekrytalizace. Statická rekrytalizace je vyjádřena Avramiho rovnicí. Jde o popis rekrytalizační kinetiky.

$$X_R = 1 - \exp(-K \cdot t^n) \quad (1)$$

kde X_R je rekrytalizovaný podíl v čase t

K je materiálová konstanta, jejíž hodnotu lze stanovit z rovnice

$$K = K_o \cdot \exp\left(\frac{-Q_R}{R \cdot T}\right) \quad (2)$$

kde K , n jsou koeficienty

K_o je konstanta

Q_R je aktivační energie statické rekrytalizace

Rekrytalizovaný podíl X_R můžeme určit metalograficky. Výpočet rekrytalizovaného podílů pomocí rovnice (1) je poměrně složitější.

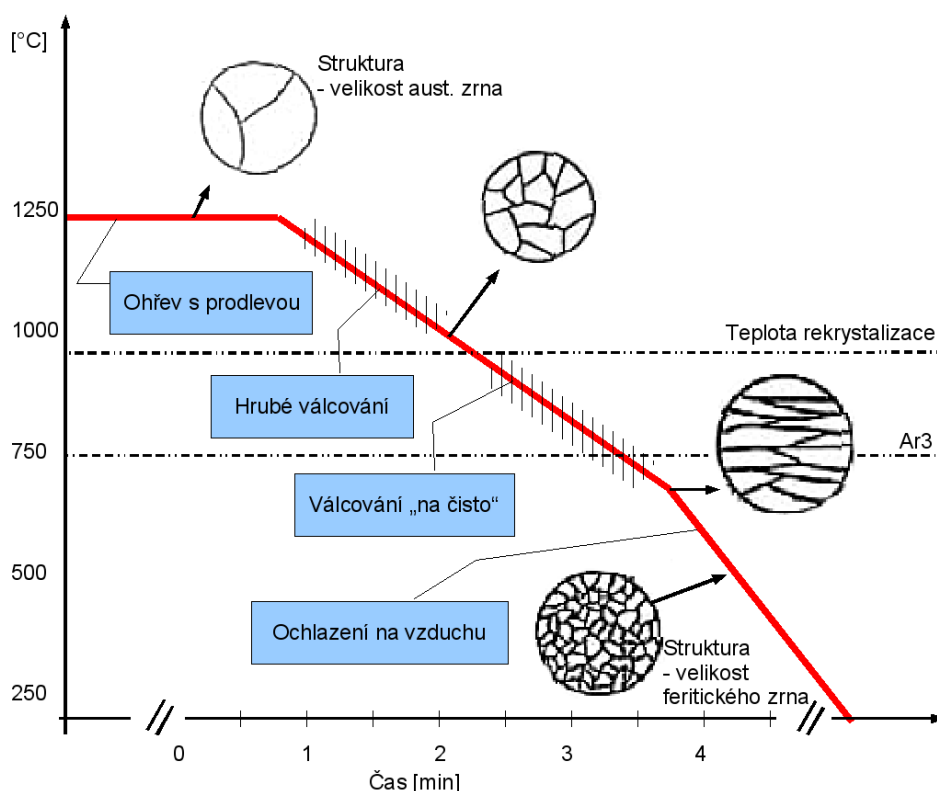
4. KOVÁNÍ MIKROLEGOVANÝCH OCELÍ

Vývoj mikrolegovaných ocelí je svázán s postupy termomechanického zpracování. Kované oceli jsou běžně používány v aplikacích ve kterých je vyžadována vysoká pevnost, odolnost proti únavě a opotřebení. Tyto vlastnosti jsou nejběžněji splňovány ocelmi se středním obsahem uhlíku. Tím pádem je vývoj mikrolegovaných kovaných ocelí zaměřen na oceli s obsahem 0,30 – 0,50% C.

4.1 Termomechanické zpracování

Termomechanické zpracování, označováno TMZ je cílevědomá řízená kombinace tváření a tepelného zpracování, resp. fázové transformace. TMZ ovlivňujeme teplotu procesu, deformaci oceli a deformační rychlost. Kromě těchto veličin má na TMZ oceli vliv chemické složení, struktura, dislokace a vakance. Účinkem plastické deformace se dosahuje vysokých mechanických vlastností. Zejména díky zjemnění zrna, zvýšení hustoty dislokací a účinkem zpevňujících mechanismů, uplatňujících se při fázové přeměně, mezi které patří i precipitační vytvrzování. Úkolem TMZ je definovat strukturu, kterou chceme dostat s tím, že předpokládáme, že tato struktura bude mít požadované vlastnosti, jako jsou pevnost, tvrdost, houževnatost a podobně.

Dalším úkolem TMZ je stanovit cestu jak k této struktuře dojít. V konečném důsledku musíme tedy vědět, co chceme, jaká musí být struktura a jak k ní dojít. Provádíme-li řízené tváření je smyslem TMZ předem si stanovit, jaká musí být výchozí struktura po řízeném tváření tj. velikost a napětový stav austenitického zrna tak, abychom při řízeném ochlazování tohoto modifikovaného austenitu dosáhli předem definovaných mechanických vlastností výkovku. Řízeným tvářením (obr. 11), můžeme ovlivnit dislokační skluz, rekrytalizaci, růst zrna, precipitaci, hrubnutí částic. Řízeným ochlazováním rekrytalizaci. V našem případě chceme TMZ výkovků dosáhnout zjemnění zrna pro zvýšení pevnosti a houževnatosti výkovku tak, abychom je nemuseli dále zušlechťovat. Mezi nejznámější postupy TMZ spadá i vysokoteplotní mechanické zpracování, dále VTMZ. Při VTMZ se ocel tváří v oblasti stabilního austenitu, přičemž se stupeň deformace pohybuje v rozmezí 40-90 %. Limitujícím faktorem pro zlepšení vlastností je rekrytalizace. Úplná rekrytalizace je nežádoucí, protože by došlo ke ztrátě deformačního zpevnění.



Obr. 11 Struktura zrna při řízeném tváření a ochlazování [11].

4.2 Strukturní změny probíhající po dokování

Aby výkovek měl perfektní vlastnosti, je nesmírně důležité pozorovat vztah mezi strukturou oceli po řízeném kování a technologii výroby oceli. Je potřeba respektovat pohyb hranic zrn austenitu při termicko – deformačním procesu kování, precipitaci karbonitridů a dodržovat zákony fázové transformace. To vše je klíčovým problémem při řízeném kování, dodržet tyto zákonitosti.

Co se týče pohybu hranic zrn austenitu, tak se jedná o problém růstu v přípravném ohřevu před kováním a samozřejmě problém statické, dynamické či postdynamické rekrytalizace, která je ve vzájemném působení karbonitridů.

Chemické složení mikrolegovaných ocelí je navrženo tak, aby požadované mechanické vlastnosti byly získány po dokování volným ochlazováním na vzduchu, popř. řízeným ochlazováním vzduchem.

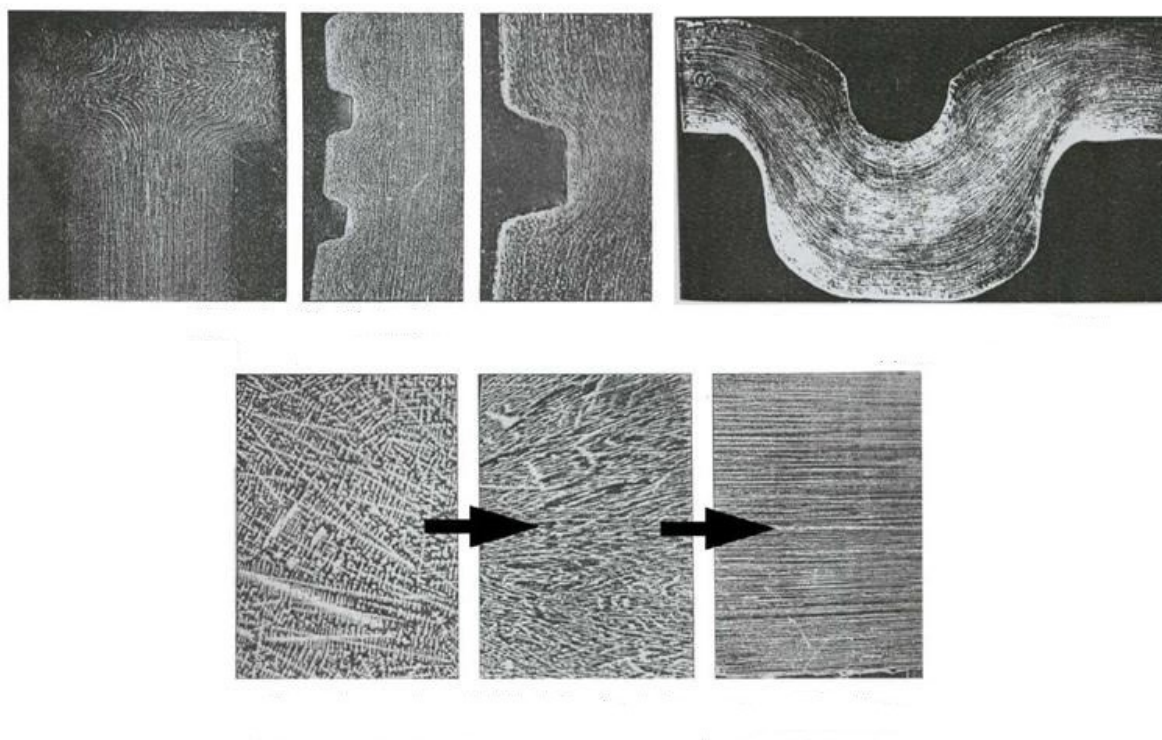
Cílem řízeného kování jsou jemné austenitické zrna a optimální stav struktury před fázovou transformací. Fázová transformace austenitu ovlivňuje sekundární strukturu a interfázovou precipitaci. Kromě termodynamických a kinetických zákonitostí fázové

transformace se tvoří i vztahy mezi strukturou a substrukturou austenitu bezprostředně před transformací a strukturou vznikajícího feritu. Následující řízené ochlazování z dokovacích teplot musí vycházet ze zákonitostí fázové transformace a precipitace. Jednotlivé fáze řízeného kování lze popsat postupem:

1) Ohřev k horní kovací teplotě tak, aby došlo k rozpuštění vybraných mikrolegujících prvků v tuhém roztoku austenitu, kování s probíhající rekrytalizací. Tím se získají požadované rozměry předkovku a zjemní se austenitické zrna. Středněuhlíkové oceli mikrolegované vanadem a niobem (popř. titanem) se ohřívají na teploty kolem 1150 °C až 1170 °C, kdy karbonitridy mikrolegujících prvků se rozpustí v austenitu [7].

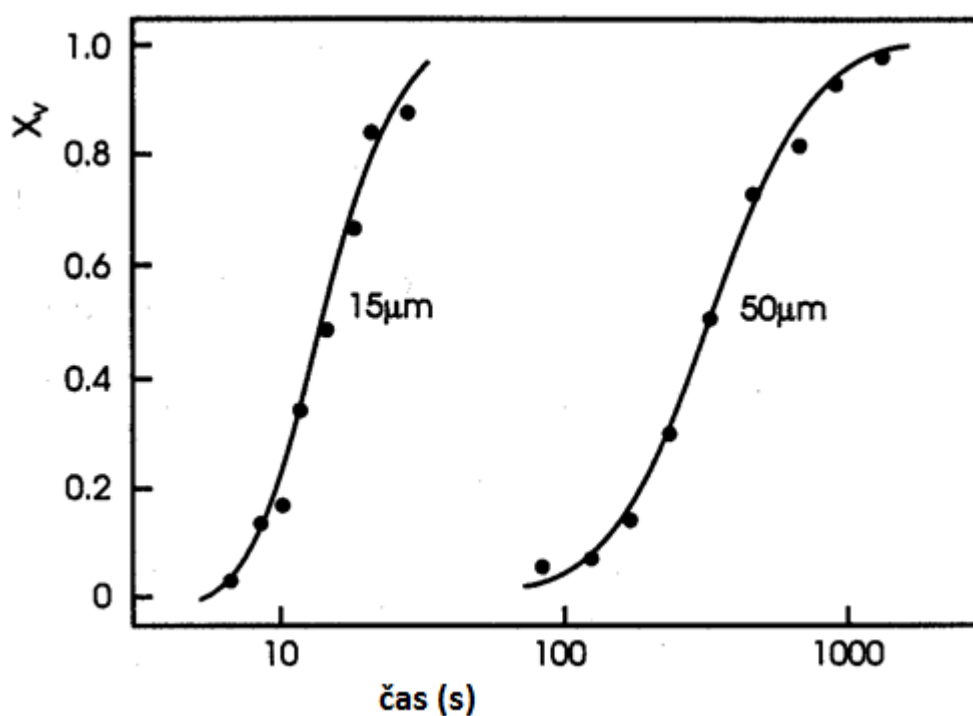
2) Řízeným kováním lze v této fázi (karbonitridy) získat velikost zrna austenitu přibližně 50 μm [7].

3) Dokování na požadovaný tvar a rozměry výkovku (Obr. 12) se realizuje za snížených teplot s probíhající precipitací a zpomalenou rekrytalizací.

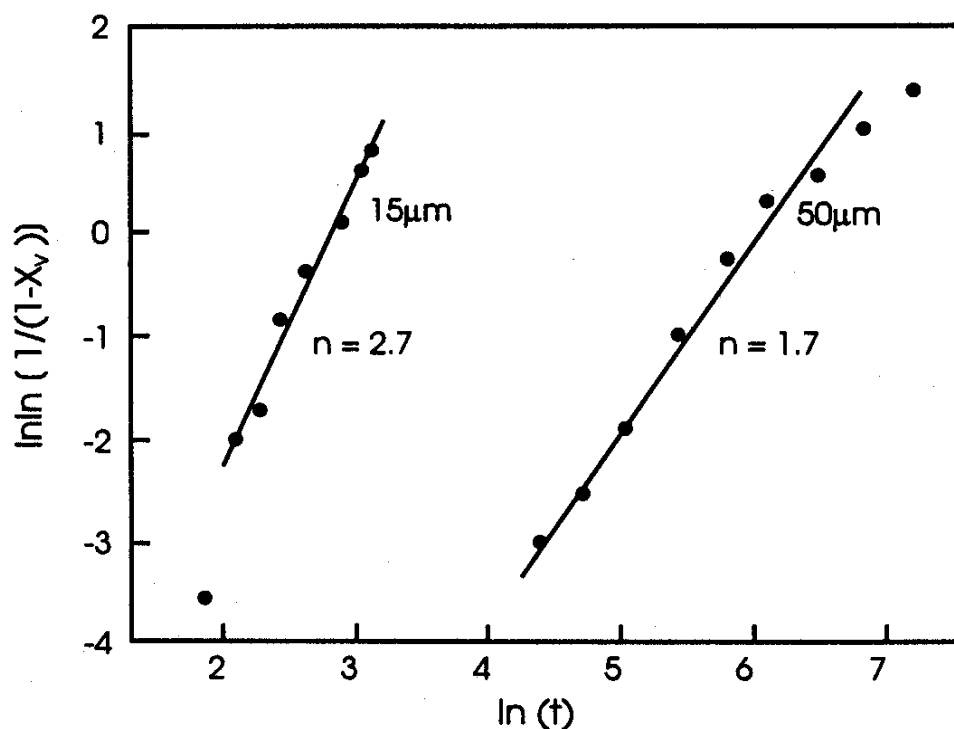


Obr. 12 Příklady výkovku s vláknitou texturou [12].

Situace, kdy precipitace předbíhá rekrytalizaci si můžeme povšimnout srovnáním křivek, které vyjadřují závislost začátku a konce dynamické precipitace na určité teplotě, to právě může vést k zpomalení rekrytalizace. Precipitace nemůže vzniknout za vyšších deformačních teplot např. 950 °C, protože nejsou splněny podmínky, stejné je to i u nízkých teplot (kolem 800 °C), kdy difuzní rychlost je malá. Pak se rekrytalizace řídí Avramiho vztahem uvedeným v předchozích kapitolách (1). Grafickým znázorněním vztahu je tzv. „S“ křivka (obr. 13). Z obr. 14 je zřejmé, že směrnici křivky je koeficient n .

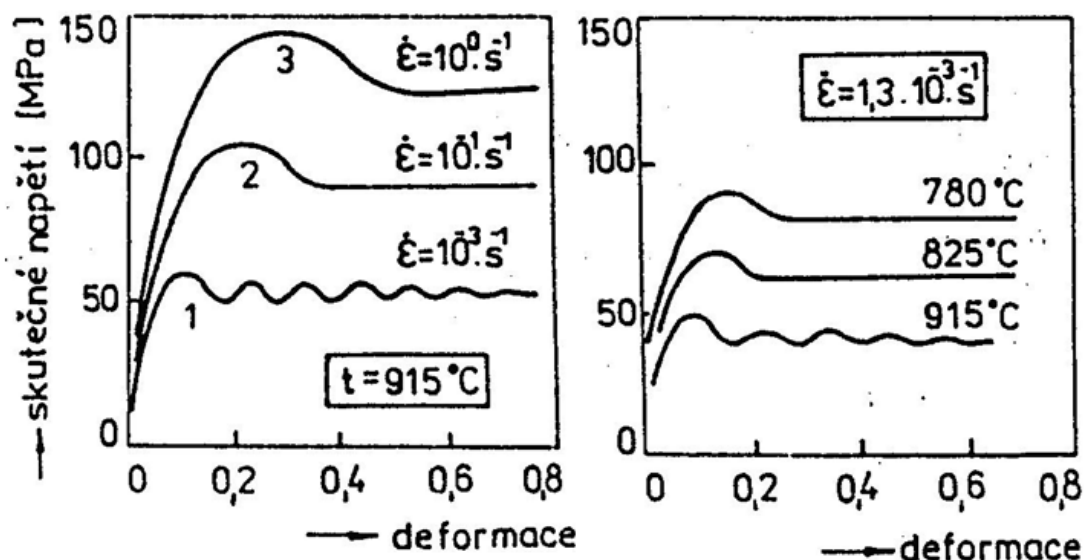


Obr. 13 Příklad grafického znázornění „S“ křivky mědi u Avramiho rovnice [13].



Obr. 14 Transformací do Avramiho souřadnic se křivky mění v přímky. Směrnicí je n [13].

V rozmezí teplot mezi 850 °C a 950 °C, kdy dochází k dynamické precipitaci, se rychlost rekrystalizace zpomalí. Příznivé podmínky pro zpoždění rekrystalizace však nevytváří jen vhodná teplota kolem 900 °C, ale i samotná rychlost deformace. Jemný precipitát, který zpozdí rekrystalizaci, vyžaduje pro svůj vznik rychlosti deformace kolem $\dot{\epsilon}' = 10^{-3}$ až 10^{-1} [13]. Deformací indukovaná precipitace oddálí start dynamické rekrystalizace, čímž dochází ke kumulaci deformace v oblasti zmíněných tvářecích teplot. V této fázi je vhodné při kování aplikovat velké deformace. Příklad křivky dynamické rekrystalizace je na obr. 14, kde průběh křivky 1 charakterizuje malou rychlost deformace ve srovnání s rychlostí rekrystalizace. Křivky 2 a 3 mají velkou rychlost deformace k vzhledem k rychlosti rekrystalizace. Po určité deformaci rovnováha a napětí zůstává konstantní. Průběh obdobný jako při deformaci při různých teplotách.



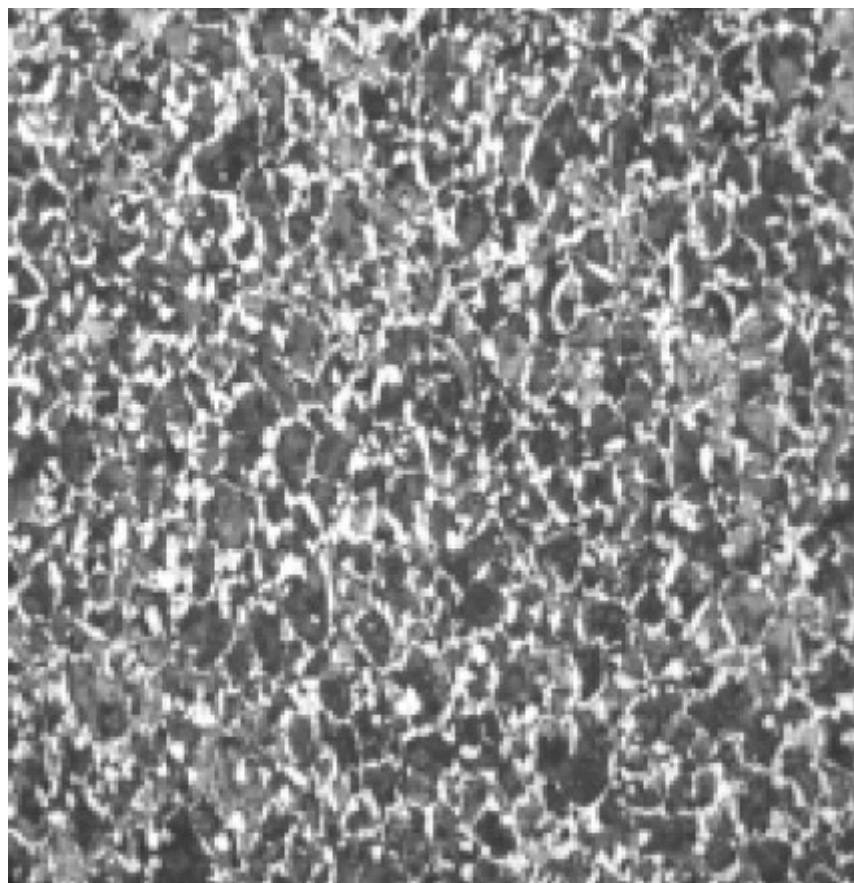
Obr. 14 Deformační křivky oceli s obsahem 0,68 % C při různých teplotách a rychlostech deformace [13].

4.3 Parametry řízeného kování

Kromě vlivu mikrolegujících prvků a to především V, Nb, Ti mají vliv na strukturu a vlastnosti výkovku také parametry jako je ohřev, teplota a velikost deformace v počáteční fázi kování nebo teplotně deformační děje v závěrečné fázi kování.

4.3.1 Ohřev na kovací teplotu

Struktura výchozích polotovarů pro kování je feriticko-perlitická (obr. 15). Základním požadavkem ohřevu před řízeným kovááním je zajištění úplného rozpuštění, karbidických, resp. karbonitridických částic mikrolegujících prvků. Pro ověřovanou ocel byla stanovena teplota ohřevu 1150°C [7]. Oceli mikrolegované vanadem jsou náchylné k zhrubnutí austenitického zrna, proto se prosazuje tendence snižovat horní kovací teplotu.



Obr. 15 Mikrostruktura výchozích polotovarů z mikrolegované oceli v měřítku 40 μm [7].

4.3.2 Teploty a velikost deformací v počátku kování

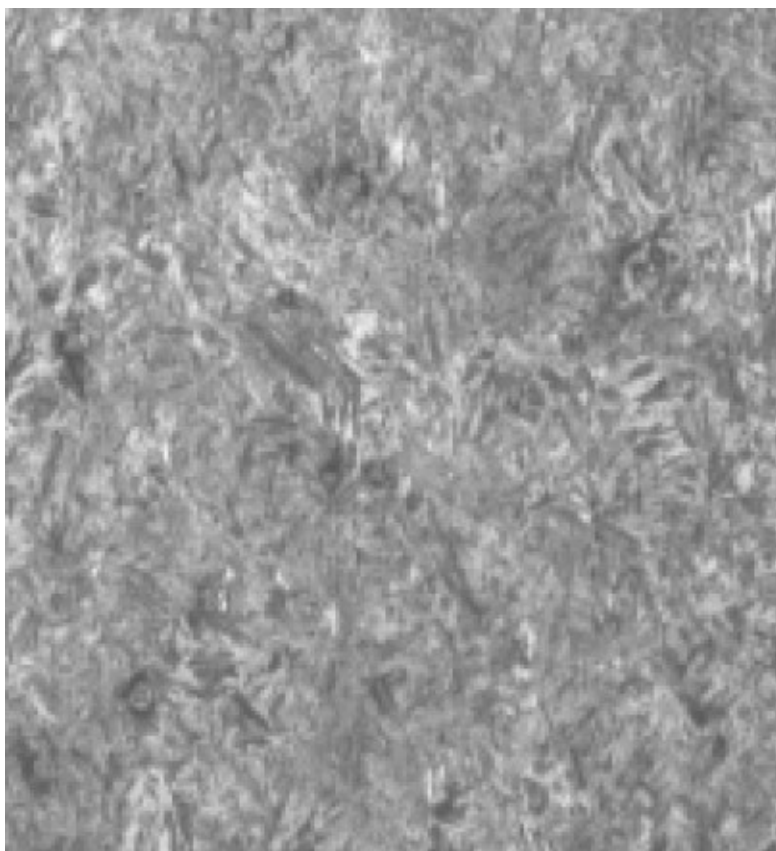
Jemnozrná austenitická struktura je velmi důležitá v začáteční fázi kování. Tři faktory, mezi které patří velikost, teplota a rychlost deformace ovlivňují rozměr austenitického zrna.

Při procesu kování můžeme zanedbat deformační rychlost, protože rozlišitelnost rychlosti během procesu je malá. Základními faktory jsou tedy deformační teploty a velikost deformace. Počáteční teplota kování se pohybuje nad 1000 °C. To znamená, že počáteční teplota kování je cca o 50 – 70 °C nižší než teplota ohřevu. Co se týče rekrystalizace austenitu, ta proběhne u mikrolegovaných ocelí v několika sekundách, samozřejmě při použití běžné technologie kování. Rekrystalizace probíhá staticky, tím že se mění velikost zrn v mezideformačních přestávkách. Je nutné, aby austenitické zrna na počátku kování byla co nejmenší, proto je vhodné, aby dokovací teploty byly co nejnižší s většími úběry.

4.3.3 Prodleva před konečnou fází kování

Velmi důležité jsou mikrostrukturní změny (průběh deformací na začátku a konci kování), protože ovlivňují závěrečnou velikost austenitických zrn. Růst zrn následuje ihned po statické rekrytalizaci, která probíhá rychle na počátku kování. Růst rekrytalizovaných zrn závisí především na teplotě.

Další důležitou podmínkou je, aby byla dodržena optimální intenzita ochlazení předkovku v závěru kování. Porovnání mikrostruktur si můžeme povšimnout na obr. 16 a na obr. 17, kdy struktura byla ovlivněna ochlazováním.



Obr. 16 Mikrostruktura mikrolegované oceli po ochlazování proudem vzduchu rychlostí 10 m/s v měřítku 40 μm .



Obr. 17 Mikrostruktura mikrolegované oceli po volném ochlazení na vzduchu v měřítku 40 μm .

4.3.4 Teplotně deformační děje v závěru kování

V závěru kování je důležité posoudit souvislosti týkající se kinetiky odpevňovacích procesů, to platí u mikrostrukturních změn za teplot běžných ocelí kolem 950 °C. Za nižších teplot může dojít k potlačení rekrystalizace, a tudíž velké deformace mohou způsobit zvýšený počet nukleačních míst. Zvýšením teploty A_{r3} vede k zvýšení nukleační rychlosti. Je zjištěno, že nestejnorodé rozšíření dislokací v deformační oblasti dochází ke stěhování hranic austenitických zrn (původní zrna) a tedy vzniku křivosti hranic. Tento proces může vést ke nukleaci feritu, neboť hranice jsou vydutějšího tvaru. Aktivační energie nukleace feritu na zakřivených hranicích je shodná s aktivační energií nukleace na energeticky nejvýhodnějších místech rovnoosého austenitu, tj. na rozích a hranách zrn austenitu. Tedy lze vyvodit, že čím větší deformace při dokování, tím větší hustota nukleačních míst u feritu a i rovnoměrnost rozdělení v celém objemu. Tak lze dosáhnout u výkovku stejnorodou a jemnozrnnou strukturu.

4.4 Mikrolegované oceli pro zápusťkové výkovky

Výrobky získané zápusťkovým kovááním, se pohybují hmotnostně od několika gramů do 3000 kg. Na automatických linkách se vyrábí až 10 000 výkovků za hodinu a to výkovky

tvarově velmi složité s minimálními materiálovými přídávky. Často se výrobně-ekonomicky porovnávají drobné zápustkové výkovky se součástkami získanými tlakovým litím [15].

4.4.1 Využití přesného kování a kování výkyvnou zápustkou

Dnešním cílem u strojních společností je dodávat zboží vysoce pevné a hlavně v přiměřené kvalitě. Základem je také použít co nejméně operací a dodat součásti zákazníkovi co nejrychleji (specifické zejména pro hromadnou a velkosériovou výrobu). Velmi důležitým všestranným parametrem je také především možnost zabudování součásti do celku dané konstrukce. Takle snaha vede k použití tvářecích technologií, mezi kterými patří kování výkyvnou zápustkou a přesné kování. Využití může být při výrobě kuželových ozubených kol pro diferenciál (obr. 18). Vyrobená ozubená kola lze použít přímo, tj. bez dodatečného obrábění do automobilů, letadel a dalších strojních zařízení.



Obr. 18 Kuželové ozubené kolo diferenciálu pro osobní a nákladní automobily [14].

Abychom mohli provést kování výkyvnou zápustkou u rotačně symetrických výrobků, musíme napřed mít polotovar rotačního výkovku. V tab. 4 máme specifické parametry, které musí být dodrženy při tváření za tepla respektive při zápustkovém kování. U kvalitních

výrobků provedené právě přesným kovááním umožní možnost dalšímu opracování výrobku, a to především obráběcí operace např. frézování, soustružení, vrtání atd. Velikou výhodou u zápusťkového a přesného kováání je, že tyhle metody jsou úsporné ze dvou hledisek – výrobní čas a využití použitého materiálu. Lze podotknout, že i struktura a jakost tvářeného materiálu je na lepší úrovni než u soustružení nebo frézování. Výhody jako tvarová přesnost i u geometricky rozmanitých výrobků se přesné kováání řadí mezi nadstandartní technologií. Přesné kováání nepotřebuje další operace (frézování, soustružení) k dosáhnutí konečného výrobku. Výsledkem jsou přesné toleranční rozměry a vysoká jakost povrchu výrobku.

Ve strojním či automobilovém průmyslu je přesné kováání využito k výrobě např. synchronních kroužků (obr. 19), řemenic nebo ozubených kol. Ve stavebnictví a energetice najde své využití při výrobě součástí pro vodovodní či plynárenskou instalaci.

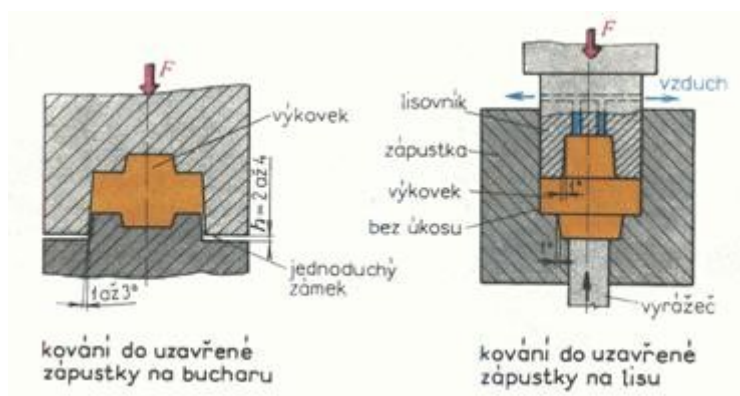
U rotačních tvarů jako např. kuželová ozubená kola se nejprve provede kováání za tepla, kterým dosáhneme přibližně 97 % konečného tvaru [14]. Výsledný tvar se poté provede na kalibračním lisu. Technologie přesného kováání můžeme si povšimnout na obr. 20. Pomocí této technologie lze dosáhnout výroby 120 součástí/min, samozřejmě při dodržení správného efektivního logistického systému.

	Tváření za tepla (zápusťkové kováání)
Teplota tváření oceli (°C)	obecně více než 1000
Tváření	libovolné
Sortiment ocelí	libovolný
Možnost tváření	libovolné
Příprava polotovaru	-
Mezioperace	-
Dosahovaná přesnost	IT 16 až IT 12
Kvalita povrchu Rt (μm)	> 100
Hospodárná velikost série (hmotnost součástky cca 1 kg)	od 500 kusů
Trvanlivost zápusťky	cca 5000 kusů
Náklady na vývoj a na nástroje (EUR)	< 10 000
Využití materiálu (%)	60 až 80

Tab. 4 Určité parametry při tváření za tepla [14].



Obr. 19 Synchronní kroužek manuální převodovky [16].



Obr. 20 Technologie přesného kování [14].

Důležitým parametrem pro výrobu precizních součástí a zároveň nízké náklady na výrobu musí být splněna dokonalost nástroje. Přesné kování patří k složitým procesům výroby, jejichž výsledný tvar výkovku ovlivňují různé faktory. Začátek procesu je stříhání polotovaru z tyčí, dále je nutné splnit dokonalé vyplnění zápustky, dodržování kovacíh teplot atd. Dosažení dobrých výsledků lze také využít kování a poté provést kování výkyvnou zápustkou, to má za následek lepší průběh výroby.

U běžných kovacíh strojích lze dosáhnout 60 % požadovaného výkovku (např. kuželové kola), naopak u kování výkyvnou zápustkou lze dosáhnout už finálního tvaru ozubeného kuželového kola. Tato technologie se provádí při tváření za studena, při kterém působí plastická deformace na povrch polotovaru. Při tomto procesu materiál teče v radiálním směru bez velkého valivého odporu a za zanedbatelným valivým třením. Tímto lze dosáhnout o něco málo většího napětí, než napětí na hranici meze kluzu. Na rozdíl při lisování za

studena je tvářecí síla nástroje 10 krát větší, příčinou je menší plocha styku nástroje s polotovarem. Díky kývavému pohybu horní zápustky nevznikají trhliny v součásti. Pohyb zápustky je jednostupňový tvářecí proces. Požadovaný tvar je dosažen za několik cyklů, a to zdvihem beranu lisu a současným kývavým pohybem zápustky. Tento proces se hodí i pro malosériovou výrobu a to vhodnými stroji (obr. 21). Cyklus výroby kuželového kola určený pro diferenciál automobilu činí 5 s. Automobilky tak denně vyrobí 18 000 konečných výrobků. Další výhodou je, že při kování výkyvnou zápustkou nevznikají ořesy a proces se provádí za studena, to umožňuje mít v blízkosti další stroje např. svařovací automaty, brusky atd. a tím zrychlit celý výrobní proces.

Kování výkyvnou zápustkou je velmi efektivní a zaručuje rychlé zaškolení pracovníka a předejít tak i k úrazům např. popálení a rovněž tato technologie nepotřebuje žádné mazání jako u zastaralých strojích pro zápustkové kování.



Obr. 21 Technologie kování výkyvnou zápustkou [14].

Přesné kování a kování výkyvnou zápustkou dávají výrobkům přesnost a tyto technologie nepotřebují další zásah do konečné výroby.

Obě technologie disponují neporušením struktury materiálu, ideální vláknitou strukturou a především pevností, která je důležitá u výroby kuželových kol a dalších součástek důležité zejména pro automobilový průmysl. Pro malosérii je vhodné použít výkyvnou zápustku, naopak pro velkosérii je vhodné přesné kování, kde krátké výrobní časy je hlavním parametrem.

5. TRENDY V AUTOMOBILOVÉM PRŮMYSLU

V dnešní době kovárny (dodavatele) a automobilové společnosti (odběratelé) jsou v úzkém spojení. Jedná se především zkrácení výrobního cyklu a zodpovědnost rozvoje dodavatele. Dochází k výrobnímu růstu díky jednotné podvozkové platformě, to vede ke snižování cen koncových výrobků. Ceny mikrolegovaných ocelí, ale rostou. To má největší dopad na středně velké podniky. Možným řešením může být zavedení specializace kováren nebo seskupení firem.

Kovárenský průmysl v Americe je odlišný. Hlavními zákazníci nejsou nejen automobilový průmysl (39%), ale i kosmonautika a letectví (25%), kdežto v Evropě je tahle hodnota značně vyšší (60%) [6].

Jelikož světová globalizace nutí nakupovat výkovky po celém světě, tak to značně posiluje konkurenci u méně známých firem, které si potrpí na kvalitu, dopravu, včasnou dodávku, ceny a servis. To v současnosti vede k přemísťování společností do cizích zemí hlavně z důvodu návaznosti zahraničních vazeb.



Obr. 21 Kliková hřídel (kovaná mikrolegovaná ocel) [18].

Vedle těchto tvářecích technologií stále narůstají požadavky na povrchové úpravy a řízení procesu výroby. Trendem je zkracování výrobních časů a zlepšování povrchové kvality. S použitím různých konstrukčních materiálů a speciálních tvářecích technologií požadavky na

povrchové úpravy dále narůstají. Vývoj nových tvářecích technologií a materiálů bude do budoucna nutný. Příkladem je Audi eSpira (obr. 22).



Obr. 22 Audi eSpira [17].

6. ZÁVĚR

Požadavky kladené dnešními výrobci, zejména v průmyslu dopravních prostředků, na vlastnosti konstrukčních materiálů, jsou hnacím motorem pro vylepšování klasických konstrukčních materiálů. Požadavkem je, aby materiál splňoval celou řadu, mnohdy protichůdných vlastností. Na jedné straně je to vyšší mez kluzu a pevnosti, na druhé straně dostatečná tažnost a svařitelnost. Vyšší mez kluzu a pevnosti zajišťují dostatečnou tuhost konstrukce, při snížení její hmotnosti. Tažnost a svařitelnost jsou požadovány z důvodů technologického zpracování. Tyto vysoké požadavky splňují právě mikrolegované oceli obsahující definované množství legujících prvků především vanad, niob, titan, které vytváří zpevňující precipitáty.

7. Seznam použité literatury

- [1] KRAUSS, George. *Vanadium Microalloyed Forging Steels* [online]. Evergreen, Colorado 80439, USA, 2011 [cit. 2015-04-21]. Dostupné z: <http://vanitec.org/wp-content/uploads/2011/09/Vanadium-Microalloyed-Forging-Steels.pdf>. Script. University Emeritus Professor Colorado School of Mines.
- [2] S. EL-FARAMAWY, Hoda, Saeed N. GHALI a Mamdouh M. EISSA. Effect of Titanium Addition on Behavior of Medium Carbon Steel. *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering* [online]. 2012, č. 11 [cit. 2015-04-21]. Dostupné z: <http://www.SciRP.org/journal/jmmce>
- [3] Kraus, L., Kasl, J. *Fracture resistance of steels for containers of spent nuclear fuel*. Škoda výzkum s.r.o., 2001.
- [4] Najafi, H., Rassizadehghani, J., Halvaeae, A. Mechanical Properties of As cast Microalloyed Steels containing V, N and Ti. *Materials Science and Technology*, 2007, Vol. 23, No.6, pp. 699-705.
- [5] Rassizadehghani, J., Najafi, H., Emamy, M., Eslami-Saeen, G. Mechanical properties of V-, Nb-, and Ti-bearing Ascast Microalloyed Steels. *J. Mater. Sci. Technol.*, 2007, Vol. 23, No. 6, pp. 779-784.
- [6] WorldAutoSteel. *HSLA oceli* [online]. 2011, č. 8 [cit. 2015-04-22]. Dostupné z: http://www.worldautosteel.org/ahss_attributed.html
- [7] GREGER, Miroslav, Václav MAŠEK a Jan KADĚRA. *Vliv postupu kování na strukturu a vlastnosti mikrolegovaných ocelí*. 2013, 10-15.
- [8] MMspektrum. *Změna mechanických vlastností při popouštění* [online]. 2006 [cit. 2015-04-22]. Dostupné z: <http://www.mmspektrum.com/clanek/zmena-mechanickych-vlastnosti-pri-popousteni.html>
- [9] MÜNSTEROVÁ, Eva a Eva MOLLIKOVÁ. Struktura a vlastnosti materiálů. In: *Fázové přeměny při tepelném zpracování* [online]. 2008 [cit. 2015-04-22]. Dostupné z: <http://slideplayer.cz/slide/2791663/>

- [10] CEJP, Jiří, Karel MACEK a Ganwarich PLUPHRACH. Mechanické vlastnosti a velikost zrna mikrolegovaných ocelí. In: *Austenitické zrno* [online]. 2005 [cit. 2015-04-22]. Dostupné z: http://konsys-t.tanger.cz/files/proceedings/metal_05/papers/30.pdf.
- [11] Vysoce pevné mikrolegované oceli. In: *Schéma řízeného válcování (controlled rolling)* [online]. 2014 [cit. 2015-04-22]. Dostupné z: <http://www.ateam.zcu.cz/hsla.pdf>
- [12] Katedra strojírenské technologie, FS, TU v Liberci. *Technologie objemového tváření – kování* [online]. 2009 [cit. 2015-04-22]. Dostupné z: http://www.ksp.tul.cz/cz/kpt/obsah/vyuka/skripta_tkp/sekce/03.htm
- [13] Katedra fyziky materiálů MFF UK. In: KRÁL, Robert. *Fyzika materiálů II: Zotavení a rekrytalizace* [online]. 2011 [cit. 2015-04-22]. Dostupné z: http://material.karlov.mff.cuni.cz/people/janecek/studenti/Fyzika_materialu2/Rekrystalizace_2h_1cast.ppt.
- [14] Výroba / Tváření. *Kování výkyvnou zápusťkou a přesné kování* [online]. 2012, č. 6 [cit. 2015-04-22]. Dostupné z: <http://www.mmspektrum.com/clanek/kovani-vykyvnou-zapustkou-a-presne-kovani.html> Kování výkyvnou zápusťkou a přesné kování
- [15] KLIBER, Jiří. *Základy tváření kovů*. 3. vyd. Ostrava: VŠB - Technická univerzita Ostrava, 2008, 267 s. ISBN 978-80-248-1794-1.
- [16] Cartime. *Synchronní kroužek manuální převodovky* [online]. 2015 [cit. 2015-04-22]. Dostupné z: <http://www.cartime.com/cs/product/show-product/76707>
- [17] Cartype. *Audi turns to social media for inspiration during 2009 Los Angeles Design Challenge* [online]. 2009 [cit. 2015-04-22]. Dostupné z: http://cartype.com/pages/4421/audi_turns_to_social_media_for_inspiration_during_2009_los_angeles_design_challenge
- [18] Tuning Car Design. *Kovaná kliková hřídel Ford Escort* [online]. 2015 [cit. 2015-04-22]. Dostupné z: <http://www.tuningcardesign.cz/Kovana-klikova-hridel-Ford-Escort-Sierra-Cosworth-2-0-16V-YB-N5B-9-sroubu-77-00mm-d126244.htm?tab=description>